

日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日 2 0 0 3 年 1 0 月 1 4 日
Date of Application:

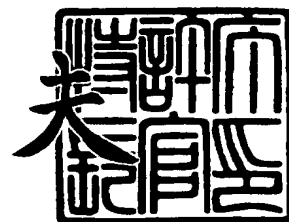
出 願 番 号 特 願 2 0 0 3 - 3 5 3 9 6 7
Application Number:
[ST. 10/C]: [J P 2 0 0 3 - 3 5 3 9 6 7]

出 願 人 株式会社神戸製鋼所
Applicant(s):

2 0 0 4 年 1 月 5 日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

今 井 康



出証番号 出証特 2 0 0 3 - 3 1 0 8 2 2 5

【書類名】 特許願
【整理番号】 32417
【提出日】 平成15年10月14日
【あて先】 特許庁長官殿
【国際特許分類】 B21K 1/00
【発明者】
 【住所又は居所】 神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所 神戸総合技術研究所内
 【氏名】 池田 周之
【発明者】
 【住所又は居所】 神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所 神戸総合技術研究所内
 【氏名】 赤水 宏
【発明者】
 【住所又は居所】 神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所 神戸総合技術研究所内
 【氏名】 植井 浩一
【発明者】
 【住所又は居所】 兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神戸製鋼所 加古川製鉄所内
 【氏名】 向井 陽一
【発明者】
 【住所又は居所】 長野県上田市常田三丁目15番32号
 【氏名】 杉本 公一
【特許出願人】
 【識別番号】 000001199
 【氏名又は名称】 株式会社神戸製鋼所
【代理人】
 【識別番号】 100067828
 【弁理士】
 【氏名又は名称】 小谷 悦司
【選任した代理人】
 【識別番号】 100075409
 【弁理士】
 【氏名又は名称】 植木 久一
【手数料の表示】
 【予納台帳番号】 012472
 【納付金額】 21,000円
【提出物件の目録】
 【物件名】 特許請求の範囲 1
 【物件名】 明細書 1
 【物件名】 図面 1
 【物件名】 要約書 1
 【包括委任状番号】 0216719

【書類名】 特許請求の範囲**【請求項 1】**

質量%で（以下、同じ）、
C : 0.1～0.5%、
Si+Al : 0.5～3%、
Mn : 0.5～3%、
P : 0.15%以下、
S : 0.02%以下

を含有すると共に、

母相組織は、焼戻ベイナイトまたは焼戻マルテンサイトを全組織に対して占積率で50%以上含有し、

第2相組織は、残留オーステナイト及びマルテンサイトを含有しており、

このうち残留オーステナイトは、全組織に対して占積率で3～30%含有し、且つ、

前記残留オーステナイト及びマルテンサイトのうち、アスペクト比が2以下のものが占める占積率は25%以下であることを特徴とする絞り特性に優れた高強度鍛造部品。

【請求項 2】

更に、Cr及び／又はMoを合計で1%以下（0%を含まない）含有するものである請求項1に記載の高強度鍛造部品。

【請求項 3】

更に、

Ni : 0.5%以下（0%を含まない）、及び／又は

Cu : 0.5%以下（0%を含まない）

を含有するものである請求項1または2に記載の高強度鍛造部品。

【請求項 4】

更に、

Ti : 0.1%以下（0%を含まない）、

Nb : 0.1%以下（0%を含まない）、

V : 0.1%以下（0%を含まない）

の少なくとも一種を含有するものである請求項1～3のいずれかに記載の高強度鍛造部品。

【請求項 5】

更に、

Ca : 0.003%以下（0%を含まない）、及び／又は

REM : 0.003%以下（0%を含まない）

を含有するものである請求項1～4のいずれかに記載の高強度鍛造部品。

【請求項 6】

更に、

B : 0.003%以下（0%を含まない）

を含有するものである請求項1～5のいずれかに記載の高強度鍛造部品。

【書類名】明細書

【発明の名称】絞り特性に優れた高強度鍛造部品

【技術分野】

【0001】

本発明は、絞り特性に優れた高強度鍛造部品に関し、詳細には、約600MPa級以上の高強度域において、伸び、及び強度－絞り特性のバランスに優れた高強度鍛造部品に関するものである。本発明の「高強度鍛造部品」としては、例えばニアネットシェイプ鍛造部品等が代表的に挙げられ、一次鍛造部品のみならず、一次鍛造部品を更に鍛造（冷間、温間鍛造等）して得られる二次鍛造部品、三次鍛造部品等の精密鍛造部品；更に当該鍛造部品を複雑な形状に加工して得られる最終製品等も全て包含される。

【背景技術】

【0002】

自動車、電機、機械等の産業用分野において、鍛造部品の使用が増加している。鍛造部品は一般に、加熱温度が異なる種々の鍛造（加工）を行なった後、焼入・焼戻等の調質処理（熱処理）をして製造されており、例えば自動車を例に挙げると、クランクシャフトやコンロッド、トランスミッションギア等には熱間鍛造部品（加熱温度1100～1300℃）や温間鍛造部品（加熱温度600～800℃）が；ピニオンギアや歯車、ステアリングシャフト、バルブリフター、コモンレール等には冷間鍛造部品（常温で加熱）が夫々、汎用されている。

【0003】

上記鍛造部品には、高強度に加えて、優れた絞り特性も兼ね備えていることが要請されており、このような要求特性は近年、益々、高まっている。そこで、このような鍛造部品に用いられる鋼材としてTRIP鋼の適用が検討されている。

【0004】

TRIP 鋼は、組織中に残留オーステナイト（ γ_R ）を生成させ、この γ_R が加工変形中に変態（変態誘起塑性：TRIP）して延性が向上する性質を有効に利用したもので、優れた強度と延性を兼ね備えていることから、特に自動車の衝突メンバー類や足回り部材等に汎用されている。例えば特許文献1には、ポリゴナルフェライト＋ベイナイト＋残留オーステナイト組織からなるTRIP型複合組織鋼（PF鋼）が開示されており、このPF鋼は、良好な張り出し性（延性）と深絞り性を有すると共に、衝撃吸収能に優れている旨記載されている。また、特許文献2～5には、焼戻マルテンサイトまたは焼戻ベイナイトなどを母相組織とし、残留オーステナイトを第2相組織とするTRIP型複合組織鋼が開示されており、これらの鋼板は、強度、伸び、伸びフランジ性のいずれにも優れている旨記載されている。

【0005】

ところが上記TRIP鋼をそのまま、上述した方法（鍛造後、焼入・焼戻する）で鍛造すると粗大なマルテンサイトが多量に生成し、これが破壊の起点となって割れ等の弊害を招くことが本発明者らの検討結果により初めて明らかになった。このような弊害は、TRIP鋼以外の鋼材を用いた場合においても見られていたものであるが、TRIP鋼の場合は絞り特性（RA）の低下、ひいては靱性の劣化が顕著であった。

【0006】

更に従来の方法では、鍛造処理をしてから焼入・焼戻の調質処理するという様に熱処理を2回別々に実施しており、コスト増、生産性・製造効率の低下も問題となっていた。

【0007】

従って、加工率を高めたとしても伸び、及び強度－絞り特性のバランスに優れた新規な高強度鍛造部品の提供；及びこのような鍛造部品を、従来の如く熱処理を2回別々に施さなくとも1回で製造することが可能な鍛造方法の提供が切望されている。

【特許文献1】特開平9-104947号公報（特許請求の範囲等）

【特許文献2】特開2002-302734号公報（特許請求の範囲等）

【特許文献3】特開2002-309334号公報（特許請求の範囲等）

【特許文献4】特開2003-73773号公報（特許請求の範囲等）

【特許文献5】特開2002-302734号公報（特許請求の範囲等）

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

本発明は上記事情に着目してなされたものであり、その目的は、約600MPa級以上の高強度域において、加工率を高めたとしても伸び、及び強度－絞り特性のバランスに優れた新規な高強度鍛造部品を提供すると共に、この様な鍛造部品を効率よく製造することが可能な新規な製造法を提供することにある。

【課題を解決するための手段】

【0009】

上記課題を解決し得た本発明に係る絞り特性に優れた高強度鍛造部品は、質量%で（以下、同じ）、

C : 0.1～0.5%、

Si+Al : 0.5～3%、

Mn : 0.5～3%、

P : 0.15%以下（0%を含まない）、

S : 0.02%以下（0%を含む）

を含有し、且つ、

母相組織は、焼戻ベイナイトまたは焼戻マルテンサイトを全組織に対して占積率で50%以上含有し、

第2相組織は、残留オーステナイト及びマルテンサイトを含有しており、

このうち残留オーステナイトは、全組織に対して占積率で3～30%含有し、且つ、

前記残留オーステナイト及びマルテンサイトのうち、アスペクト比が2以下のものが占める占積率は25%以下であるところに要旨を有するものである。

【0010】

上記の高強度鍛造部品において、更にCr及び／又はMoを合計で1%以下（0%を含まない）含有するもの；Ni : 0.5%以下（0%を含まない）、及び／又はCu : 0.5%以下（0%を含まない）を含有するもの；Ti : 0.1%以下（0%を含まない）、Nb : 0.1%以下（0%を含まない）、V : 0.1%以下（0%を含まない）の少なくとも一種を含有するもの；Ca : 0.003%以下（0%を含まない）、及び／又はREM : 0.003%以下（0%を含まない）を含有するもの；B : 0.003%以下（0%を含まない）を含有するものはいずれも、本発明の好ましい態様である。

【0011】

ここで、本発明で目標とする機械的特性は、約600MPa級以上の高強度域を満足すると共に、加工率を70%まで高めたとしても引張強度TS（MPa）と絞り特性RA（%）の積（TS×RA）が25000以上（好ましくは30000以上）の範囲を満たしており、且つ、全伸びが20%以上（好ましくは25%以上）を満足するものである。

【発明の効果】

【0012】

本発明によれば、約600MPa級以上の高強度域において、加工率を高めたとしても伸び、及び強度－絞り特性のバランスに優れた高強度鍛造部品を、従来の如く熱処理を2回別々に施さなくとも1回のみで効率よく製造することができる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0013】

本発明者らは、「従来の鍛造部品は、伸びが悪く、その後の加工が困難である他、強度－絞り特性のバランスに劣っていること；更に従来の方法は、鍛造処理と、焼入・焼戻の調質処理という2回の熱処理を別々に実施しており、コスト高や生産性・製造効率の低下を招いている」という問題を回避するに当たり、特に、TRIP鋼に着目して鋭意検討してきた。TRIP鋼は前述した通り、 γ_R の生成により強度－延性（特に全伸び）のバランスに優

れており、この様な γ_R 由来の優れた特性をうまく応用すれば所望の鍛造部品が得られるのではないかと考えたからである。

【0014】

ところが従来法を含めて種々の基礎実験を行なったところ、TRIP鋼をそのまま鍛造すると、強度-絞り特性のバランスに優れた高強度鍛造部品は得られないことが、本発明者らの検討結果により明らかになった。詳細は後記する実施例に示す通りであるが、例えば従来の如く鍛造と焼入・焼戻の調質処理を別々に実施して製造する（後記する実施例の「製法A」）と粗大なマルテンサイトが生成してしまい、加工率が50%と高くなると絞り特性も低下してしまうことが分かった。また、従来法とは異なり、鍛造した後に2相域温度でオーステンパ処理する方法も試みた（後記する実施例の「製法B」）が、従来法に比べて絞り特性は若干向上するものの、未だ不充分であることが判明した。また、上記方法にしても従来法と同様、熱処理を2回実施する為、生産性の低下等の弊害は依然として解決されていない。

【0015】

以上の基礎実験を踏まえたうえで、本発明者らはTRIP鋼における γ_R 由来の優れた特性を鍛造部品に有効に発揮させるべく、特に粗大なマルテンサイトの生成防止という観点から更に検討を重ねてきた。その結果、概ね二相域温度にて焼鈍と鍛造の両方を行なった後、所定温度でオーステンパ処理するという独自の熱処理を採用すれば所期の目的が見事に達成されることを見出し、本発明を完成した。

【0016】

以下、本発明の高強度鍛造部品を構成する各要件について説明する。

【0017】

まず、本発明の組織について説明する。

【0018】

(1) 焼戻ベイナイトまたは焼戻マルテンサイト：50%以上

本発明における「焼戻ベイナイトまたは焼戻マルテンサイト」とは、転位密度が少なく軟質であり、しかも、結晶粒がラス状組織を有するものを意味する。これに対し、マルテンサイトは転位密度の多い硬質組織である点で、上記焼戻マルテンサイトとは相違し、両者は、例えば透過型電子顕微鏡（TEM）観察などによって区別することができる。

【0019】

この様な特徴を有する焼戻ベイナイト／焼戻マルテンサイトは、後記する通り、例えばA_{e3}点以上（ γ 域）より焼入れされたベイナイト／マルテンサイトを、（A_{e1}点-30℃）以上、（A_{e3}点-30℃）以下の温度で鍛造する等して得られるものである。

【0020】

上記焼戻ベイナイトまたは焼戻マルテンサイトによる伸びフランジ性向上効果を有効に発揮させる為には、全組織に対して焼戻ベイナイトまたは焼戻マルテンサイトを占積率で50%以上とする。尚、焼戻ベイナイトまたは焼戻マルテンサイトの占積率は、第2相組織（特に γ_R ）とのバランスによって定められるものであり、所望の特性を発揮し得る様、適切に制御すれば良いが、好ましくは55%以上、より好ましくは60%以上とし、上限を、好ましくは85%以下、より好ましくは80%以下とすることが推奨される。

【0021】

(2) 第2相組織：残留オーステナイト（ γ_R ）及びマルテンサイト

本発明では、上述した母相組織を有すると共に、第2相組織として、残留オーステナイト（ γ_R ）及びマルテンサイト（尚、マルテンサイトはゼロであっても良い）を含有しており、更にポリゴナルフェライト、ベイナイトを含有してもよい。

【0022】

(2-1) γ_R

γ_R は前述した通り、特に全伸びの向上に有用である。この様な作用を有効に発揮させる為には、 γ_R を全組織に対して3%以上（好ましくは5%以上）、30%以下（好ましくは20%以下、より好ましくは15%以下）とする。

【0023】

ここで上記 γ_R 中のC濃度(C_{γ_R})は0.8%以上であることが推奨される。この C_{γ_R} はTRIPの特性に大きく影響し、0.8%以上に制御すると、特に伸び等の向上に有効である。好ましくは1%以上、より好ましくは1.2%以上である。尚、上記 C_{γ_R} 含有量は多い程好ましいが、実作業上、調整可能な上限は、概ね1.6%と考えられる。

【0024】

(2-2) マルテンサイト、ポリゴナルフェライト、ベイナイト (いずれも0%を含む)

更に第2相組織には、本発明の作用を損なわない範囲で、他の異種組織として、マルテンサイト、ポリゴナルフェライト、ベイナイトを含有してもよい(いずれの組織も0%を含む)。これらは本発明の製造過程で必然的に残存し得るものであるが、少なければ少ない程、好ましい。好ましくはこれらを合計で40%以下、より好ましくは合計で30%以下、更に好ましくは合計で10%以下とする。

【0025】

更に本発明では、上記第2相組織のうち、 γ_R 及びマルテンサイトについては、アスペクト比(長軸/短軸の比率)が2以下である γ_R 及びマルテンサイトの占める占積率を25%以下とする。この様に本発明では、第2相組織を構成する γ_R 及びマルテンサイトのうち、アスペクト比が2以下の比較的円形に近い形態のものが25%以下に抑制されている;換言すれば、アスペクト比が2超の比較的展伸された形態のものが75%超と大きくなっており、これにより、優れた強度-絞り特性のバランスを確保することができる。前述した通り、TRIP鋼を従来の方法で鍛造しても所望の強度-絞り特性は得られない理由は、粗大なマルテンサイトが多く生成していることに起因しているが、本発明では粗大なマルテンサイトの生成を抑制する為に、独自の熱処理(概ね二相域温度にて焼鈍及び鍛造を施した後、所定温度でオーステンパ処理する)を施しており、これにより、 γ_R 及びマルテンサイトの多くを、アスペクト比が2超の比較的展伸された形態としている。

【0026】

尚、 γ_R 及びマルテンサイトのうち、アスペクト比が2以下である γ_R 及びマルテンサイトの占める面積率は小さければ小さい程よく、好ましくは10%以下、より好ましくは5%以下である。

【0027】

次に、本発明の鍛造部品を構成する基本成分について説明する。以下、化学成分の単位はすべて質量%である。

【0028】

C: 0.1~0.5%

Cは高強度を確保し、且つ、 γ_R を確保するために必須の元素である。詳細にはCは、 γ 相中に十分なC量を含み、室温でも所望の γ 相を残留させる為に重要な元素であり、伸び特性を高めるのに有用である。但し、0.5%を超えて添加すると、鍛造時の加工発熱の影響などにより二相域鍛造を行うことが困難となり、所望の組織が得られ難くなる。

【0029】

Si+Al: 0.5~3%

Si及びAlは、 γ_R が分解して炭化物が生成するのを有効に抑える元素である。特にSiは、固溶強化元素としても有用である。この様な作用を有効に発揮させる為には、Si及びAlを合計で0.5%以上添加することが必要である。好ましくは0.7%以上、より好ましくは1%以上である。但し、上記元素を合計で、3%を超えて添加しても上記効果は飽和してしまい、経済的に無駄である他、多量に添加すると、熱間脆性を起こす為、その上限を3%とする。好ましくは2.5%以下、より好ましくは2%以下である。

【0030】

Mn: 0.5~3%

Mnは、 γ を安定化し、所望の γ_R を得る為に必要な元素である。この様な作用を有効に発揮させる為には、0.5%以上添加することが必要である。好ましくは0.7%以上、より好ましくは1%以上である。但し、Mnは3%を超えて添加すると、鑄片割れが生

じる等の悪影響が見られる。好ましくは2.5%以下、より好ましくは2%以下である。

【0031】

P: 0.15%以下

Pは、所望の γ_R を確保するのに有効な元素である。この様な作用を有効に発揮させる為には、Pを0.03%以上（より好ましくは0.05%以上）添加することが推奨される。但し、0.15%を超えて添加すると二次加工性が劣化する。より好ましくは0.1%以下である。

【0032】

S: 0.02%以下

SはMnS等の硫化物系介在物を形成し、割れの起点となって加工性を劣化させる元素である。好ましくは0.02%以下、より好ましくは0.015%以下である。尚、Sの低減化による加工性劣化の抑制作用は、Sを0.003%以下まで低減すると飽和してしまい、逆にSを低減する為のコストが高くなることを考慮すると、下限は0.003%超、より好ましくは0.005%以上にすることが推奨される。

【0033】

本発明は上記成分を基本成分として含有するものであるが、その他、本発明の作用を損なわない範囲で、以下の成分を添加することができる。

【0034】

Mo: 1%以下（0%を含まない）、Ni: 0.5%以下（0%を含まない）、Cu: 0.5%以下（0%を含まない）、Cr: 1%以下（0%を含まない）の少なくとも一種

これらの元素は、鋼の強化元素として有用であると共に、 γ_R を安定化させて所定量の γ_R を確保するのに有効な元素である。この様な作用を有効に発揮させる為には、特にMo: 0.05%以上（より好ましくは0.1%以上）、Ni: 0.05%以上（より好ましくは0.1%以上）、Cu: 0.05%以上（より好ましくは0.1%以上）、Cr: 0.05%以上（より好ましくは0.1%以上）を、夫々添加することが推奨される。但し、Mo及びCrは1%、Ni及びCuは0.5%を超えて添加しても上記効果が飽和してしまい、経済的に無駄である。より好ましくはMo: 0.8%以下、Ni: 0.4%以下、Cu: 0.4%以下、Cr: 0.8%以下である。

【0035】

Ti: 0.1%以下（0%を含まない）、Nb: 0.1%以下（0%を含まない）、V: 0.1%以下（0%を含まない）の少なくとも一種

これらの元素は、析出強化及び組織微細化効果があり、高強度化に有用な元素である。この様な作用を有効に発揮させる為には、特にTi: 0.01%以上（より好ましくは0.02%以上）、Nb: 0.01%以上（より好ましくは0.02%以上）、V: 0.01%以上（より好ましくは0.02%以上）を、夫々添加することが推奨される。但し、いずれの元素も0.1%を超えて添加すると上記効果が飽和してしまい、経済的に無駄である。より好ましくはTi: 0.08%以下、Nb: 0.08%以下、V: 0.08%以下である。

【0036】

Ca及び／又はREM: 0.003%以下（0%を含まない）

Ca及びREM（希土類元素）は、鋼中硫化物の形態を制御し、加工性向上に有効な元素である。ここで、本発明に用いられる希土類元素としては、Sc、Y、ランタノイド等が挙げられる。上記作用を有効に発揮させる為には、夫々、0.0003%以上（より好ましくは0.0005%以上）添加することが推奨される。但し、0.003%を超えて添加しても上記効果が飽和してしまい、経済的に無駄である。より好ましくは0.0025%以下である。

【0037】

B: 0.003%以下（0%を含まない）

Bは焼入性を向上し、微量で強度を高める作用がある。この様な作用を有効に発揮させる為には、特にBを0.0005%以上添加することが推奨される。しかしながら、過剰

に添加すると粒界が脆化し、鑄造や圧延等の処理により割れが生じる為、その上限を 0.003% とする。より好ましくは 0.002% 以下である。

【0038】

本発明の鋼中成分は、上述した基本成分、及び必要に応じて上述した選択成分を含有し、更に本発明の作用を損なわない範囲で他の許容成分を含有してもよく、残部は実質的に鉄及び不可避免的不純物である。

【0039】

次に、本発明の鍛造部品を製造する方法について説明する。

【0040】

本発明の製造方法は、上記成分を満足し、且つ、ベイナイト組織（焼戻されていないベイナイト組織；焼入れベイナイト組織）又はマルテンサイト組織（焼戻されていないマルテンサイト組織；焼入れマルテンサイト組織）が導入された鋼材を、（ A_{e1} 点 -30°C ） \sim （ A_{e3} 点 -30°C ）の温度で 10 秒以上保持し、該温度で鍛造した後、 $3^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上の平均冷却速度で $325\sim 475^{\circ}\text{C}$ まで冷却し、該温度域で $60\sim 3600$ 秒保持するものである。この様に本発明は、概ね二相域温度にて焼鈍と鍛造を同時に行なう独自の熱処理を採用したところに最大の特徴があり、これにより、コストの削減を図ると共に、強度-絞り特性のバランスを向上させることができる。

【0041】

以下、各工程について順次説明する。このうち本発明法を特徴付ける「二相域温度での焼鈍と鍛造→所定温度でのオーステンパ処理」については、これらの工程の概略を示す図 1 を参照しつつ説明する。

【0042】

まず、ベイナイト組織又はマルテンサイト組織が導入された鋼材を製造するが、これは、常法に従って得ることができる。例えばオーステナイト領域に加熱・保持した鋼材（例えば、 A_{e3} 点以上の温度で 10 秒以上保持した鋼材）を、ベイナイト組織の場合は、 M_s 点以上 B_s 点以下の温度まで急冷した後に恒温変態させることによって導入することができる。一方、マルテンサイト組織は、上記鋼材を M_s 点以下の温度まで急冷することによって導入することができる。なお、パーライト組織は本発明にとっては望ましくないため、パーライト変態領域を避けるように、冷却パターンを設定するが、冷却速度は、例えば $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上（好ましくは $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上）とすることが推奨される。実操業を考慮すると、ベイナイト組織やマルテンサイト組織の導入は、熱間圧延後の冷却過程で行うのが効率的である。或いは、熱延終了後に、例えば $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上の冷却速度で急冷し、極低温（例えば室温 $\sim 500^{\circ}\text{C}$ ）で巻取りするなどしてベイナイト組織またはマルテンサイト組織としてもよい。

【0043】

次いで、上記ベイナイト組織またはマルテンサイト組織が導入された鋼材を、（ A_{e1} 点 -30°C ） \sim （ A_{e3} 点 -30°C ）の温度（図 1 中、 T_1 ）で 10 秒以上（図 1 中、 t_1 ）保持（均熱）し、該温度で鍛造する。この様に加熱温度を制御することで、所望の第 2 相組織が得られる。

【0044】

このうち上記加熱温度 T_1 は、加工率（圧下率と同義）、及びそれに伴う加工発熱量（加工率にもよるが、概ね 30°C 以下）によっても変化するが、一般に加工率が大きいときは、二相域温度の下限（ A_{e1} 点）よりも低い方が、アスペクト比の大きい第 2 相組織（ γ_R 及びマルテンサイト）が生成され易いことから、その下限を（ A_{e1} 点 -30°C ）と定めた。一方、加熱温度 T_1 の上限は、加工発熱も含めて考慮した場合、（ A_{e3} 点 -30°C ）を超えると所望の組織が得られないため、その上限を（ A_{e3} 点 -30°C ）とした。

【0045】

また、加熱時間 t_1 （均熱時間）は、10 秒以上（好ましくは 30 秒以上）とする。これにより、均一な組織が得られる。尚、その上限は特に限定されないが、生産性等を考慮すると 600 秒以下に制御することが推奨される。

【0046】

次に上記温度で鍛造する。この鍛造温度は、上述した加熱温度と全く同じである必要はなく、本発明の範囲内〔(A_{e1}点-30℃)～(A_{e3}点-30℃)〕であれば変更可能である。具体的には上記範囲の温度に加熱した金型でプレス（鍛造）すればよい。

【0047】

ここで鍛造量（加工量）の下限は10%とすることが推奨される。加工量が少ないと第2相組織が微細化せず、所望の特性が得られないからである。好ましくは20%以上、より好ましくは30%以上である。尚、その上限は特に限定されないが、加工量が大きくなると加工性が低下する他、プレス機の容量を大きくする必要があり、製造規模が大きくなり過ぎること、更に部品に加工したときに割れが生じ易い等の不具合が発生する。かかる点を考慮すれば概ね、その上限を150%、より好ましくは120%とすることが推奨される。

【0048】

次に、3℃/秒以上の平均冷却速度（図1中、CR）で325～475℃（図1中、T2）まで冷却し、当該温度域で60～3600秒（図1中、t2）保持（オーステンパ処理）する。このオーステンパ処理は、所定量の γ_R を生成させる為に重要である。

【0049】

ここで、上記平均冷却速度CRは3℃/秒以上とする。加熱後の平均冷却速度を上記の如く制御することにより、パーライトの生成を抑制することができる。好ましくは5℃/秒以上、より好ましくは10℃/秒以上である。尚、平均冷却速度の上限は特に限定されず、大きければ大きい程良いが、実作業レベルとの関係で、適切に制御することが推奨される。

【0050】

上記平均冷却速度で325～475℃（好ましくは350℃以上、450℃以下）まで冷却し、該温度域（T2）で60～3600秒保持（オーステンパ処理）する。これにより、所定量の γ_R が生成すると共に、 γ_R へのC濃縮を、多量に且つ極めて短時間に得ることができる。

【0051】

尚、オーステンパ温度（T2）が325℃を下回ると炭素の拡散速度が遅い為、所定量の γ_R が得られない。好ましくは350℃以上である。また、その上限は475℃とする。上記温度を超えると炭化物が析出する他、オーステナイト（ γ ）中に炭素が充分濃化せず、所定量の γ_R が得られない。好ましくは450℃以下である。

【0052】

また、オーステンパ時間（t2）は60～3600秒とする。60秒よりも短いと炭素の濃化が不十分で所定量の γ_R が生成しない。好ましくは100秒以上である。但し、3600秒を超えると、生成した γ_R が分解してしまう。好ましくは3000秒以下である。

【0053】

上記の如くオーステンパ処理した後、冷却する。冷却に当たっては、 γ_R の分解を避ける為、オーステンパ温度以上に加熱しない様に留意しつつ、速やかに冷却することが推奨される。

【0054】

以下実施例に基づいて本発明を詳述する。ただし、下記実施例は本発明を制限するものではなく、前・後記の趣旨を逸脱しない範囲で変更実施することは全て本発明の技術範囲に包含される。

【実施例】**【0055】**

以下の実施例では、成分組成及び鍛造条件を種々変化させたときの機械的特性に及ぼす影響について検討した。

【0056】

まず、表1に記載の成分組成からなるNo. 1～12の供試鋼（表中の単位は質量％であり、残部：鉄及び不可避不純物である）を用いて直径13mmの熱延丸棒鋼を作製した後、10mm×10mm×80mmの鍛造用試験片に機械加工し、下記A～Cの熱処理を施して各鍛造材を得た。参考までに表1に、供試鋼における A_{e1} 及び A_{e3} 点を併記する。

【0057】

〔A（従来法）〕

900℃（ A_{e3} 点以上）に加熱した金型で鍛造（加工率 $R=50\%$ の圧縮鍛造歪みを付与）→10℃/秒の平均冷却速度で冷却→焼戻（500℃で10分間）

〔B（比較法）〕

900℃（ A_{e3} 点以上）に加熱した金型で鍛造（加工率 $R=50\%$ の圧縮鍛造歪みを付与）→10℃/秒の冷却速度で冷却→760℃（但し、鋼種No. 12は730℃とする）で1分間加熱→10℃/秒の平均冷却速度で冷却→オーステンパ処理（400℃で300秒間保持）

〔C（本発明法）〕

900℃（ A_{e3} 点以上）に加熱、1分間保持→10℃/秒の平均冷却速度で冷却→400℃で5分間保持して冷却（ベイナイト組織を導入する場合は400℃まで冷却し、マルテンサイト組織を導入する場合は室温まで冷却する）→750℃（但し、鋼5は740℃、鋼11及び12は700℃とする）の温度に加熱し、60秒間保持した後、金型で鍛造（加工率 $R=10\sim70\%$ の圧縮鍛造歪みを付与）→10℃/秒の平均冷却速度で冷却→オーステンパ処理（400℃で300秒間保持）

この様にして得られた各鍛造材につき、引張強度（TS）、絞り特性（RA）、並びに、残留オーステナイト及びマルテンサイトのうち、アスペクト比が2以下のものが占める比率（表2中、V*で表す）を下記要領で夫々測定した。

【0058】

〔引張強度の測定〕

上記鍛造材の1/4厚さよりJIS4B号試験片（ゲージ長さ20mm、平行部長さ22mm、幅6mm、厚さ1.2mm）を切り出し、20℃、クロスヘッド速度1mm/minにて引張試験を行なった。

【0059】

〔絞り特性の測定〕

破断した試験片（引張強度測定用に加工した試験片）の破面をつき合わせて破断部中央の板厚と幅を測定し、試験片破断後における断面積 S を測定する。当該断面積 S と試験前の原断面積 S_0 との差（ S_0-S ）を、 S_0 で割った百分率〔（ S_0-S ）/ $S_0 \times 100$ （%）〕を算出し、絞り特性を評価した。

【0060】

〔組織の観察〕

各鍛造材中の組織の面積率（焼戻マルテンサイト、焼戻ベイナイト、及びポリゴナルフェライト）は、鍛造材をナイタールで腐食し、走査型電子顕微鏡（SEM：倍率1000倍若しくは2000倍）観察により組織を同定した後、測定した。

【0061】

尚、 γ_R は、飽和磁化測定法によって体積率（%）を測定した〔特開2003-90825号公報、R&D神戸製鋼技報/Vol.52, No.3 (Dec. 2002)を参照〕。これは、上述したSEM観察では γ_R とマルテンサイトを区別することが困難な為である。尚、この飽和磁化測定法によれば、 γ_R は体積率で算出されることになるが、当該 γ_R の体積率は、実質的に面積率と同じであると考えられる為、本発明では、 γ_R の体積率を γ_R の面積率とみなしている。

【0062】

また、各鍛造材中のマルテンサイト組織は、SEM観察によって算出された「 γ_R とマルテンサイトの合計面積率」から、飽和磁化測定法によって算出された「 γ_R の体積率（= γ_R の面積率）」を差し引くことによって求めた。

【0063】

この様にして、各鍛造材中の母相組織（焼戻マルテンサイト／焼戻ベイナイト）及び第2相組織（ γ_R 、マルテンサイト、ポリゴナルフェライト）を算出し、これらの組織を合計して100面積%とならない場合は、残りの組織（即ち、上述したSEM観察若しくは飽和磁化測定法によっても分離して解析できない組織）を「ベイナイト組織」と判定することにした。

【0064】

〔残留オーステナイト（ γ_R ）及びマルテンサイトのアスペクト比等〕

まず、鍛造部品をレペラー腐食し、走査型電子顕微鏡（SEM：倍率1000倍）で観察した組織写真を2枚準備する。夫々の写真から、 $50\mu\text{m} \times 50\mu\text{m}$ の領域を任意に選択し、切り出す。切り出した2枚の写真について、総面積（ $50\mu\text{m} \times 50\mu\text{m} \times 2$ ）に占める γ_R 及びマルテンサイトの合計面積(1)を求めると共に、各組織のアスペクト比を画像処理によって求める。

【0065】

次に、アスペクト比2以下の γ_R 及びマルテンサイトの合計面積(2)を同様に算出する。この様にして測定した(2)を上記(1)で割った百分率〔(2)／(1)×100(%)〕を求め、 V^* （ γ_R 及びマルテンサイトのうち、アスペクト比が2以下のものが占める比率）とする。

【0066】

これらの結果を表2に示す。

【0067】

【表 1】

鋼種No.	C	Si	Al	Si+Al	Mn	P	S	Cr	Mo	その他	Ae ₁	Ae ₃
1	0.003	1.5	0.03	1.53	1.5	0.02	0.005	-	-		751	921
2	0.11	1.5	0.03	1.53	1.5	0.02	0.006	-	-		751	865
3	0.20	1.5	0.03	1.53	1.5	0.01	0.005	-	-		751	841
4	0.41	1.5	0.03	1.53	1.5	0.01	0.004	-	-		751	802
5	0.60	1.5	0.03	1.53	1.5	0.02	0.006	-	-		751	775
6	0.20	1.5	0.03	1.53	1.5	0.01	0.004	0.3	0.1		756	841
7	0.21	1.5	0.03	1.53	1.5	0.02	0.004	-	-	Ni; 0.30, Cu; 0.30	751	828
8	0.20	1.5	0.03	1.53	1.5	0.01	0.005	-	-	Ti; 0.03	751	841
9	0.19	1.5	0.03	1.53	1.5	0.01	0.006	-	-	REM; 0.02	751	844
10	0.20	1.5	0.03	1.53	1.5	0.02	0.006	-	-	B; 0.008	751	841
11	0.20	0.3	0.03	0.33	1.5	0.02	0.006	-	-		716	788
12	0.41	0.2	0.80	1.00	1.5	0.01	0.006	-	-		713	744

【0068】

【表2】

No.	鋼種No.	製造条件		母相組織		第2相組織					機械的特性				
		製法	加工率	TM	TB	PF	γ_R	M	B	V*	TS	EL	RA	TS*RA	
1	1	C	50	82	0	18	0	0	0	—	477	32	72	34344	
2	2	A	50	0	0	22	0	78	0	0	610	21	24	14640	
3	2	B	50	0	0	72	10	6	12	91	622	31	35	21770	
4	2	C	50	78	0	0	12	3	7	0	661	35	71	46931	
5	3	A	50	0	0	28	0	72	0	0	830	18	15	12450	
6	3	B	50	0	0	65	13	7	15	85	812	28	27	21924	
7	3	C	50	76	0	0	16	3	5	0	865	26	61	52765	
8	3	C	10	81	0	0	13	2	4	3	831	27	55	45705	
9	3	C	20	79	0	0	13	4	4	0	835	27	65	54275	
10	3	C	30	77	0	0	14	4	5	4	847	28	63	53361	
11	3	C	40	76	0	0	15	3	6	0	870	29	55	47850	
12	3	C	60	75	0	0	16	3	6	0	869	28	63	54747	
13	3	C	70	76	0	0	15	3	6	2	885	28	60	53100	
14	4	A	50	0	0	14	0	86	0	0	1298	10	16	20768	
15	4	B	50	0	0	51	25	8	16	89	1322	23	21	27762	
16	4	C	50	66	0	0	26	2	6	0	1355	26	53	71815	
17	5	A	50	0	0	5	4	95	0	0	1499	6	5	7495	
18	5	B	50	0	0	41	33	9	17	83	1561	19	14	21854	
19	5	C	50	55	0	0	32	4	4	32	1546	21	19	29374	
20	6	C	50	0	76	0	15	2	7	0	1003	24	55	55165	
21	7	C	50	0	77	0	14	3	6	0	1010	26	57	57570	
22	8	C	50	0	78	0	13	3	6	0	999	27	53	52947	
23	9	C	50	0	77	0	15	3	5	0	879	26	54	47466	
24	10	C	50	0	77	0	13	4	6	4	898	25	53	47594	
25	11	C	50	89	0	0	2	3	6	82	687	18	36	24732	
26	12	C	50	68	0	0	24	2	6	0	923	24	49	45227	

注：TM＝焼戻マルテンサイト、TB＝焼戻ベイナイト、F＝フェライト、 γ_R ＝残留オーステナイト、
M＝マルテンサイト、B＝ベイナイト

V*＝残留オーステナイト及びマルテンサイトのうち、アスペクト比が2以下のものが占める比率

【0069】

これらの結果より、以下の様に考察することができる（以下のNo. はすべて、表2中のNo. を意味する）。

【0070】

まず、No. 4、7～13、16、20～24、及び26はいずれも、本発明の範囲を満足する鋼種を用い、本発明で規定する製法Cによって所定の組織を備えた鍛造部品を製造した例であり、伸び、及び強度－絞り特性のバランスに優れた高強度鍛造部品が得られた。

【0071】

このうちNo. 7～13は、本発明で規定する成分組成を満足する鋼種No. 3を用い、加工率を10～70%の範囲で種々変化させながら本発明法Cで製造した例であるが、加工率が70%と高くなっても、伸び、及び強度－絞り特性のバランスに優れている。

【0072】

これに対し、本発明で特定する要件のいずれかを満足しない下記例は夫々、以下の不具合を有している。

【0073】

まず、No. 1はC量が少ない鋼種No. 1を使用した例であり、所望の γ_R が得られず、強度が低下した。

【0074】

No. 25はSi量が少ない鋼種No. 11を使用した例であり、所望の γ_R が得られない為に伸び特性、及び強度－絞り特性のバランスが低下した。

【0075】

No. 2、5、14、及び17は、本発明で規定する成分組成の鋼種を用い、従来法Aで鍛造した例であるが、所望の γ_R が得られない為に伸び、及び強度－絞り特性のバランスが低下した。

【0076】

No. 3、6、15、及び18は、本発明の成分組成を満足する各鋼種を用い、比較法Bで製造した例であるが、アスペクト比が2未満の γ_R 及びマルテンサイトの占める比率が多くなる為に強度－絞り特性のバランスが低下した。

【0077】

No. 17～19はC量が多い鋼種No. 5を使用した例であり、いずれも強度は高いものの、伸びが低い。特に従来法Aで製造したNo. 17は絞り特性が低く、強度－絞り特性のバランスが著しく低下している。また、比較法Bで製造したNo. 18及び本発明法Cで製造したNo. 19はいずれも、 γ_R の上限（30%）を超えており、絞りが低下した。その理由は、鋼種No. 5は表1にも示す通り、 A_{e1} 点（＝751℃）と A_{e3} 点（＝775℃）との差が24℃しかない為、No. 18の様に2相域温度でオーステンパ処理する比較法（B法）を施したとしても、或いは、No. 19の様に所定温度〔（ A_{e1} 点－30℃）以上、（ A_{e3} 点－30℃）以下の温度〕で鍛造するC法（本発明法）を施したとしても、現実には加工発熱により、 A_{e3} 点を超えてしまっていることが考えられる。

【0078】

参考までに図2の（a）～（c）に、本発明例（No. 7）、従来例（No. 5）、及び比較例（No. 6）のSEM写真（No. 5の倍率は1000倍、No. 6及び7の倍率は2000倍）を夫々、示す。上記写真より、本発明の要件を全て満足するNo. 7では、アスペクト比が2超の比較的展伸された形態の γ_R 及びマルテンサイトが多く生成しているのに対し、比較例No. 6ではアスペクト比が2未満の塊状 γ_R 及びマルテンサイトが多く観察された。また、従来例No. 5では、粗大なマルテンサイトが生成した。

【図面の簡単な説明】

【0079】

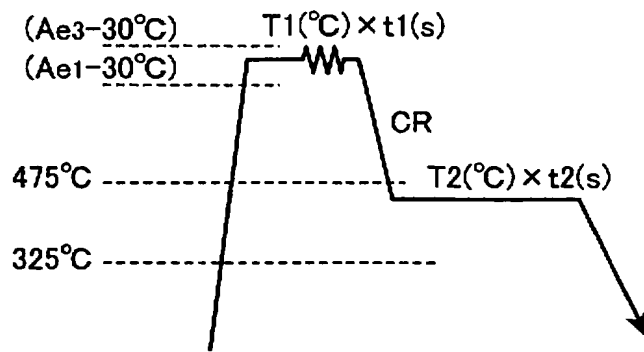
【図1】 本発明の熱処理工程を説明した概略図である。

【図2】 実施例におけるNo. 7（本発明例；2000倍）、No. 5（従来例；100

0 倍)、及びNo. 6 (比較例；2 0 0 0 倍)のSEM写真である。

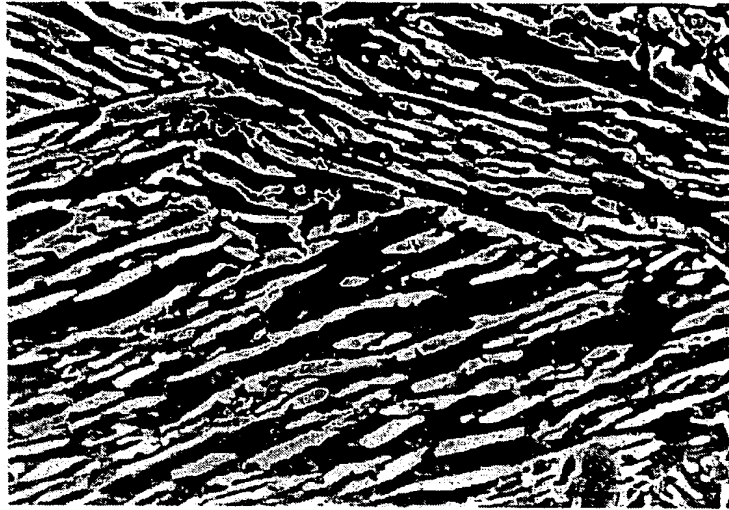
【書類名】 図面

【図 1】



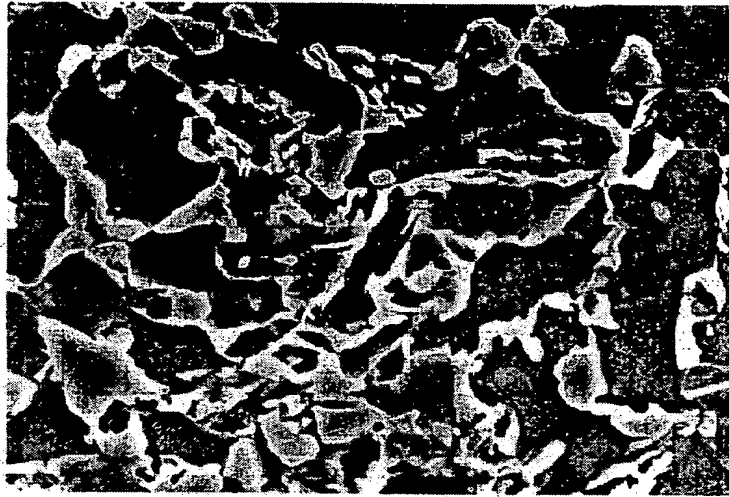
【図 2】

(c) 本発明例 No.7



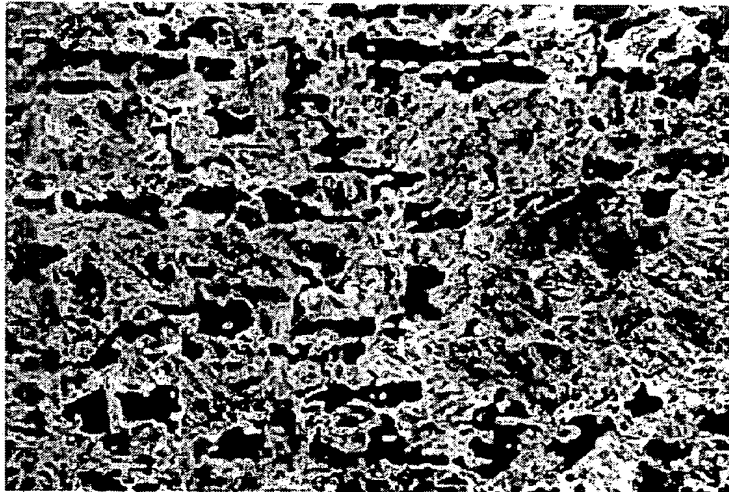
5μm

(b) 比較例 No.6



5μm

(a) 従来例 No.5



10μm

【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 約 600MPa 級以上の高強度域において、伸び、及び強度－絞り特性のバランスに優れた新規な高強度鍛造部品を提供する。

【解決手段】 質量%で、

C : 0.1～0.5%、

Si+Al : 0.5～3%、

Mn : 0.5～3%、

P : 0.15%以下（0%を含まない）、

S : 0.02%以下（0%を含む）

を含有すると共に、

母相組織は、焼戻ベイナイトまたは焼戻マルテンサイトを全組織に対して占積率で50%以上含有し、

第2相組織は、残留オーステナイト及びマルテンサイトを含有しており、

このうち残留オーステナイトは、全組織に対して占積率で3～30%含有し、且つ、

前記残留オーステナイト及びマルテンサイトのうち、アスペクト比が2以下のものが占める占積率は25%以下を満足する高強度鍛造部品である。

【選択図】 なし



特願 2 0 0 3 - 3 5 3 9 6 7

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号

[0 0 0 0 0 1 1 9 9]

1. 変更年月日

2 0 0 2 年 3 月 6 日

[変更理由]

住所変更

住 所

兵庫県神戸市中央区脇浜町二丁目 1 0 番 2 6 号

氏 名

株式会社神戸製鋼所